

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-249949

(43)Date of publication of application : 22.09.1997

(51)Int.Cl.

C22F 1/043

B21J 1/02

B21J 5/00

B21K 1/76

C22C 21/02

(21)Application number : 08-083333

(71)Applicant : NIPPON LIGHT METAL CO LTD

(22)Date of filing : 12.03.1996

(72)Inventor : KAMIO HAJIME  
KAWAI HIDENOBU  
YAMADA TATSU  
YUNOKI HIROTSUGU

## (54) PRODUCTION OF ALUMINUM EXTRUDED MATERIAL FORGED PRODUCT

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a forged product having a structure after T6 treatment regulated to the one free from coarsely grown recrystallized grains and free from anisotropy in mechanical properties.

SOLUTION: An aluminum ingot having a compsn. contg., by weight, 8.0 to 13.5% Si, 0.5 to 4.0% Cu, 0.4 to 1.5% Mg, 0.1 to 1.5% Fe, and in which the content of Zn is regulated to  $\leq 0.5\%$  is subjected to homogenizing treatment at 480 to 540° C for 1 to 48hr, is thereafter heated at 330 to 400° C by heating before extrusion, is extruded so as to regulate the temp. of the surface of the stock after the extrusion to 350 to 420° C and is cut to a prescribed length. In hot forging, it is forged so as to regulate the temp. of the surface of the stock immediately after the forging to 370 to 420° C, is next subjected to solution treatment at 480 to 540° C for 10min to 48hr, is water-cooled and is thereafter subjected to solution treatment at 150 to 220° C for 4 to 10hr. The aluminum alloy may contain 0.1 to 1.5% Mn, 0.04 to 0.3% Cr, 0.005 to 0.2% Ti, 0.0001 to 0.02% B, 0.5 to 2.0% Ni and 0.05 to 1.0% Sb.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

21.02.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

8-13.5 Si  
0.5-4 Cu  
0.4-1.5 Mg  
0.1-1.5 Fe  
-0.5 Zn  
opt.  
0.1-1.5 Mn  
0.04-0.3 Cr  
0.005-0.2 Ti  
B  
Ni  
Sb

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-249949

(43) 公開日 平成9年(1997)9月22日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F 1/043			C 2 2 F 1/043	
B 2 1 J 1/02			B 2 1 J 1/02	Z
	5/00		5/00	D
B 2 1 K 1/76			B 2 1 K 1/76	Z
C 2 2 C 21/02			C 2 2 C 21/02	
審査請求 未請求 請求項の数3 F D (全 9 頁)				

(21) 出願番号 特願平8-83333

(22) 出願日 平成8年(1996)3月12日

(71) 出願人 000004743

日本軽金属株式会社

東京都品川区東品川二丁目2番20号

(72) 発明者 神尾 一

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内

(72) 発明者 河合 秀信

静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号

日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内

(74) 代理人 弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アルミ押し出し材鍛造製品の製造方法

## (57) 【要約】

【目的】 粗大成長した再結晶粒がない組織に制御されたT6処理後の組織をもち、機械的性質に異方性のない鍛造製品を得る。

【構成】 Si: 8.0~13.5%, Cu: 0.5~4.0%, Mg: 0.4~1.5%, Fe: 0.1~1.5%, Zn: 0.5%以下に規制したアルミニウム鑄塊を、480~540℃×1~48時間の均質化処理を施した後、押し出し前の加熱で330~400℃に加熱して押し出し直後の素材表面温度が350~420℃になるように押し出し、所定の長さに切断する。熱間鍛造では、鍛造直後の素材表面温度が370~420℃となるように鍛造し、次いで480~540℃×10分~48時間の溶体化処理を施し、水冷後、150~220℃×4~10時間の時効処理を施す。アルミニウム合金は、Mn: 0.1~1.5%, Cr: 0.04~0.3%, Ti: 0.005~0.2%, B: 0.0001~0.02%, Ni: 0.5~2.0%, Sb: 0.05~1.0%を含むことができる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Si: 8.0~13.5重量%, Cu: 0.5~4.0重量%, Mg: 0.4~1.5重量%, Fe: 0.1~1.5重量%, Zn: 0.5重量%以下に規制したアルミニウム鑄塊を、480~540℃×1~48時間の均質化処理を施した後、押出し前の加熱で330~400℃に加熱して押出し直後の素材表面温度が350~420℃になるように押し出し、次いで該押出し材を切断後、鍛造前の加熱で400~450℃に加熱し、150~250℃に加熱された金型で鍛造直後の素材表面温度が370~420℃となるように鍛造し、次いで480~540℃×10分~48時間の溶体化処理を施し、水冷後、150~220℃×4~10時間の時効処理を施すことにより溶体化処理時の再結晶粒の粗大化を抑制したアルミ押出し材鍛造製品の製造方法。

【請求項2】 更にMn: 0.1~1.5重量%, Cr: 0.04~0.3重量%, Ti: 0.005~0.2重量%及びB: 0.0001~0.02重量%の1種又は2種以上を含むアルミニウム合金を使用する請求項1記載の溶体化処理時の再結晶粒の粗大化を抑制したアルミ押出し材鍛造製品の製造方法。

【請求項3】 更にNi: 0.5~2.0重量%及び/又はSb: 0.5~2.0重量%を含むアルミニウム合金を使用する請求項1又は2記載の溶体化処理時の再結晶粒の粗大化を抑制したアルミ押出し材鍛造製品の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、機械的強度及び耐摩耗性に優れた車両用部品等のアルミニウム鍛造製品を製造する方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】車両や産業用機器等に使用されるピストンやシリンダー等の摺動部品としては、耐摩耗性及び強度、伸びに優れた鉄系の材料が多用されていた。しかし、軽量化、高性能化に伴いアルミニウム合金の鍛造品が用いられるケースが増加しつつある。アルミニウム合金としては、Al-Si-Cu-Mg系合金が使用されている。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】ところが、従来のAl-Si-Cu-Mg系合金は、熱間鍛造又はその後の熱処理によって加工組織が粗大な再結晶粒になったり、或いは再結晶粒が急成長して二次再結晶組織が発生し、結果として十分な強度及び靱性が得られない。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、使用するアルミニウム合金の組成、押出し、鍛造及び熱処理を特定された条件下で組み合わせることにより、全面微細な再結晶粒にコントロールされた熱処理後の組織をもち、機械的性質に異方性のない鍛造品を提供すること

を目的とする。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】本発明の製造方法は、その目的を達成するため、Si: 8.0~13.5重量%, Cu: 0.5~4.0重量%, Mg: 0.4~1.5重量%, Fe: 0.1~1.5重量%, Zn: 0.5重量%以下に規制したアルミニウム鑄塊を、480~540℃×1~48時間の均質化処理を施した後、押出し前の加熱で330~400℃に加熱して押出し直後の素材表面温度が350~420℃になるように押し出し、次いで該押出し材を所定の長さ切断する。熱間鍛造では、鍛造前の加熱で400~450℃に加熱し、150~250℃に加熱された金型で鍛造直後の素材表面温度が370~420℃となるように鍛造する。次いで、480~540℃×10分~48時間の溶体化処理を施し、水冷後、150~220℃×4~10時間の時効処理を施すことにより溶体化処理時の再結晶粒の粗大成長を抑えた後、製品形状に機械加工することにより押出し材鍛造製品が製造される。使用するアルミニウム合金は、Mn: 0.1~1.5重量%, Cr: 0.04~0.3重量%, Ti: 0.005~0.2重量%及びB: 0.0001~0.02重量%の1種又は2種以上を、更にはNi: 0.5~2.0重量%及び/又はSb: 0.05~1.0重量%を含むことができる。

## 【0005】

【作用】本発明で使用するアルミニウム合金に含まれる合金元素、含有量等について説明する。

Si: 8.0~13.5重量%

アルミニウム合金の耐摩耗性を向上させる作用を呈する合金成分であり、8.5重量%未満ではその効果が乏しい。逆に13.5重量%を超える多量添加では、Sb等を添加し半連続鑄造で凝固速度を速くしても、初晶Siが生成して押出し及び鍛造加工等を困難にする。また、多量のSi添加は、アルミニウム合金の強度を下げる原因ともなる。

Cu: 0.5~4.0重量%

T6処理時の時効処理でCuAl<sub>2</sub>, Al-Cu-Mg系金属間化合物を析出し、Mg<sub>2</sub>Si析出による強度改善作用を促進させ、強度改善に寄与する。このような効果は、Cu含有量0.5重量%以上で顕著になる。しかし、4.0重量%を超える多量のCuが含まれると、Sbを添加したとしてもCuが多量に含まれることにより、初晶Si及び共晶Siが粗大化し、押出し及び鍛造加工等が困難になる。また、多量のCu含有は、耐食性を低下させ、応力腐食割れを発生させ易くする。

【0006】Mg: 0.4~1.5重量%

T6処理時の時効処理によりSiと反応しMg<sub>2</sub>Si系化合物となってマトリックスに析出し、アルミニウム合金の強度を向上させる合金成分である。有効な析出硬化を得るため、0.4重量%以上のMg含有量が必要であ

る。しかし、1.5重量%を超えるMgを含有させると、析出硬化作用が飽和するばかりでなく、焼入れ感受性が高くなる。

Fe: 0.1~1.5重量%

Al-Fe-Si系やAl-Fe系の金属間化合物となってマトリックスに晶出し、アルミニウム合金の耐摩耗性を向上させる。このような効果は、0.1重量%以上のFe含有量で顕著になる。しかし、1.5重量%を超える多量のFeが含まれると、Feを含む粗大化合物を晶出し、アルミニウム合金の加工性を低下させる。

【0007】Zn: 0.5重量%以下

アルミスクラップ等から混入してくる不可避免的な不純物であり、少ない方が望ましい。0.5重量%を超える多量のZnは、応力腐食割れの原因となりやすいので、Zn含有量の上限を0.5重量%に規定した。

Mn: 0.1~1.5重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、微細な分散粒子を形成することにより再結晶粒の成長を抑制する。特に、T6処理時の溶体化による再結晶粒の粗大化を抑制する上で有効な合金成分であり、強度及び耐摩耗性の改善にも有効に作用する。これらの効果は、0.1重量%以上のMn含有量で顕著になる。しかし、1.5重量%を超える多量のMnを含有させると、Mnを含む金属間化合物が粗大に晶出し易くなり、加工性が悪くなる。

【0008】Cr: 0.04~0.3重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、再結晶粒の粗大化を抑制する作用を呈する。その効果は、0.04重量%以上の含有量で顕著になる。Crが再結晶粒の成長を抑制する作用は、特に鍛造後のT6処理時における溶体化処理時に発揮され、溶体化による再結晶粒の粗大化を抑制する。しかし、0.3重量%を超えてCrを含有させるとき、加工性が低下する。Mn及びCrがT6処理時の溶体化処理時に再結晶粒の粗大化を抑制する作用は、その詳細な理由は不明であるが、加工による歪みエネルギーと関係し、これらの化合物の特定の形態や分布が再結晶粒の粒界成長を抑制していることに起因するものと推察される。

【0009】Ti: 0.005~0.2重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、鑄造組織を微細化させる作用を呈する。鑄造組織微細化作用は、Ti含有量が0.005重量%を超えると顕著になる。また、Ti添加によって組織が微細化されたアルミニウム合金は、ビレットに鑄造割れ等の欠陥が発生するのを抑制している。しかし、多量のTi含有は、アルミニウム合金の靱性を劣化させるので、上限を0.2重量%に設定した。

B: 0.0001~0.02重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、Tiと同様に鑄造組織の微細化に有効に作用する。Bの効果は、0.

0001重量%以上の含有量で顕著になる。また、B含-

有量の上限は、Ti含有量と同様な理由から0.02重量%に設定した。

【0010】Ni: 0.5~2.0重量%

Niを含む金属間化合物を晶出させ、アルミニウム合金の耐熱性及び耐摩耗性を改善する。このような効果は、Ni含有量に比例して大きくなり、0.5重量%以上のNi含有量で顕著になる。しかし、2.0重量%を超える多量のNi含有量では、Niを含む粗大化合物が晶出し、アルミニウム合金の加工性を劣化させる。

10 Sb: 0.05~1.0重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、Cuの影響を受けて粗大化し易い初晶Si及び共晶Siを微細化し、引張強さ及び耐摩耗性を改善し、加工性を良好にする作用を呈する。このような効果は、0.05重量%以上のSb含有で顕著になる。しかし、1.0重量%を超える多量のSb含有では、Sbを含む金属間化合物が晶出し易くなり、アルミニウム合金の加工性を低下させる。本発明で使用するアルミニウム合金は、他の有効な元素としてSrを含むことができる。

20 Sr: 0.005~0.05重量%

Sbと同様に初晶Si及び共晶Siの微細化を図る目的で単独又はSbと複合して添加される。0.005重量%に達しない含有量では、Sr添加による微細化効果が不十分である。逆に0.05重量%を超えるSr添加では、Srを含む粗大な金属間化合物が晶出し易くなり、加工性が低下する。なお、本発明で使用されるアルミニウム合金は、その他の主要な不可避不純物として0.1重量%以下のPbやSnを含むことがある。

30 【0011】以上のように成分調整されたアルミニウム合金は、通常の半連続鑄造法で円柱状断面をもつビレット等の鑄塊に鑄造され、均質化処理後、最終製品形状に見合った形状に押出し加工される。次いで、押出し材を所定の長さで切断する。

押出し

押出しは、その後の製品特性を大きく作用するので、押出し条件を細かく制御する必要がある。まず、押出しに先立って鑄造されたビレットに、凝固によって生じたミクロ偏析を解消する均質化やCr、Mn等の過飽和固溶元素を析出させるため、480~540℃×1~48時間の均質化処理を施した後、冷却し、必要長さで切断する。その後、再度加熱炉に装入し、押出し前に330~400℃に加熱する。このとき、押出し直後の素材表面温度が350~420℃となるように加熱条件を制御することが重要であり、加熱温度が330℃未満では押出し材の表面温度が350℃未満になり、逆に400℃を超える加熱温度では押出し材の表面温度が420℃を超えてしまう。押出し材の表面温度が420℃よりも高いと、鍛造品のT6処理時の溶体化処理で再結晶粒が粗大化し易くなる。これは、押出し加工中に導入された歪みが冷却途上で回復し、再結晶により解放されるため、蓄

積されるエネルギーが少なくなり、結果として溶体化処理時の再結晶粒の成長エネルギーが小さくなることに起因する。そのため、再結晶粒が一斉に成長するのではなく、ある特定の再結晶粒が優先的に成長し、粗大な再結晶粒が出現するものと推察される。逆に押出し直後の押出し素材の表面温度が350℃よりも低いと、ダイスにメタルが詰まり、押出しが不可能になる。

#### 【0012】鍛造

鍛造に供する前に、切断された鍛造素材を加熱炉に装入し、鍛造前に400～450℃に加熱する。このときの加熱温度は、最終製品のT6処理後の組織を微細にする上で重要である。400～450℃に加熱された素材を型鍛造によって上下方向に潰し、鍛造品を製造する。或いは、自由鍛造によって鍛造品を製造することもできる。このときの加熱温度が450℃を超えると、T6処理での溶体化処理時に最終製品の再結晶粒が粗大化し易くなり、逆に400℃に達しない加熱温度では鍛造時の変形抵抗が大きくなり、鍛造品又は金型に割れが発生し易くなる。加熱保持は、温度の均一化を図るために1時間程度行われる。鍛造では、金型を150～250℃に加熱している。この金型温度は、鍛造中の素材が過度に冷却することを防止する上で重要である。鍛造中の素材は、金型を150～250℃に保持することによって、鍛造直後の素材の表面温度が370～420℃の温度範囲に維持される。370～420℃の温度範囲は、T6処理での溶体化処理時に再結晶粒の成長を抑制する上で重要である。金型温度は高い方が望ましいが、250℃を超えると鍛造素材の温度上昇を招き、素材の表面温度が420℃を超えるため結晶粒が粗大化する。逆に150℃未満の金型温度では素材温度が下がりすぎて変形能

#### 【0013】熱処理

鍛造品は、T6処理、すなわち480～540℃×10分～48時間で溶体化処理し、水冷後、150～220℃×4～10時間加熱する時効処理が施される。480～540℃×10分～48時間の溶体化処理は、Mg、Si、Cu等を固溶させる溶体化処理である。固溶したMg、Siは、後の時効工程でMg、Siとなって析出し、強度を確保する。Cuは、マトリックスを強化すると共に、一部がCuAl<sub>2</sub>及びAl-Cu-Mg系の金属間化合物として時効処理時に析出し、強度を更に向上させる。鍛造直後の素材温度が370～420℃付近のとき、熱間加工中に導入された歪みが多く残存し、残存歪みが溶体化処理時に再結晶粒の成長エネルギーとなり、一斉に多数の微細な鍛造後の再結晶粒を成長させ、特定の少数の再結晶粒の粗大化が阻止されるものと推察される。一方、370℃よりも低い温度で鍛造すると、素材の変形能が小さくなり、鍛造そのものが困難になって健全な製品が得られ難くなる。逆に450℃よりも高

い温度で鍛造すると、鍛造時に導入された歪みが冷却途上における再結晶粒の成長で解放され、溶体化処理前に鍛造品中に蓄積される歪みエネルギーが小さくなる。そのため、溶体化処理時の再結晶の成長に利用できるエネルギーが小さくなるが、その反面一斉に再結晶粒が成長するのではなく、ある特定の再結晶粒が優先的に粗大な再結晶粒に成長し易くなる可能性があり、その結果として粗大再結晶粒が出現するものと推察される。このときの歪みエネルギーは、変形率とも関係することから、変形率が異なる部分をもつ同一試料内での再結晶粒の粗大成長は均一でない。溶体化処理された製品は、水焼入れされ、150～220℃で4～10時間加熱する時効処理が施される。この時効処理により、Mg、Si、CuAl<sub>2</sub>及びAl-Cu-Mg系金属間化合物等が析出し、マトリックスの強度が確保される。

#### 機械加工

熱処理された製品は、各部の板厚調整やネジ孔加工等のために機械加工される。

#### 【0014】

##### 【実施例】

実施例：表1に示す成分・組成をもつアルミニウム合金を半連続鍛造し、直径240mmのビレットを鍛造した。このビレットに520℃×6時間の均質化処理を施した後、所定長さに切断し、押出し前に390℃に加熱して押出し、直径35mmの丸棒を得た。押出し棒の押出し直後の表面温度は400℃であった。この押出し棒から直径35mm、長さ90mmのテスト用鍛造素材を切り出した。試料No.1～3共に本発明で規定した範囲にある組成をもち、そのうち試料No.2はSb無添加、試料No.3はMn、Cr、Ti、B及びSb無添加のアルミニウム合金である。

#### 【0015】

表1:実施例で使用したアルミニウム合金

実施例No.		1	2	3
合 金 成 分 及 び 含 有 量  (重量%)	Si	10.0	10.0	11.5
	Cu	2.5	2.5	0.9
	Mg	0.5	0.5	1.0
	Fe	0.8	0.8	0.18
	Ni	1.5	-	-
	Zn	0.01	0.01	0.01
	Mn	0.5	0.5	0.001
	Cr	0.1	0.1	0.01
	Ti	0.03	0.03	-
	B	0.005	0.005	-
	Sb	0.15	-	-
	Pb	0.01	0.01	0.01
	Sn	0.01	0.01	0.01

【0016】得られた鍛造素材を鍛造前に430℃及び520℃で1時間加熱した後、金型温度230℃、素材各部の変形率として平均変形率70%で長さ方向に対して垂直な方向から鍛造し、図1に示す成形品形状に鍛造した。このときの鍛造直後の素材は、430℃加熱のときは表面温度が400℃、520℃加熱のときは表面温度が490℃であった。鍛造素材の上下方向断面のマクロ組織を観察すると、鍛造温度に関係なく、図2、図3に示すように何れの鍛造素材も全面均一で微細な組織をもっていた。鍛造品に510℃×4時間→水焼入れの処理を施した後、上下方向の断面マクロ組織を観察した。マクロ組織は、鍛造温度が430℃のとき、図4に示すように4000系の展伸材としては比較的微細な再結晶組織になっており、試料内の変形率の差を示すように均一な再結晶粒ではないが、再結晶粒の粗大成長が検出されなかった。これに対し、鍛造温度が520℃のものでは、図5に示すように全域、特に加工率の低い部分において再結晶粒が粗大に成長した組織になっていた。図5から明らかなように、鍛造中の温度が520℃と高いと

再結晶粒が急成長し、粗大再結晶になることを示している。特に試料No.3は、試料No.1、2に比較して再結晶粒の粗大化が顕著である。これは、共晶Siの微細化効果をもつSbや、再結晶粒の粗大化抑制効果をもつMn及びCrを添加していないことに起因する。なお、時効処理では再結晶粒が粗大化していなかった。

【0017】比較例：表1の試料No.1の組成において、ピレットに520℃×6時間の均質化処理を施した後、同じ長さに切断し、押出し前に430℃に加熱して押し出し、直径35mmの丸棒を得た。押し出し直後の押し出し棒の表面温度は、450℃であった。この鍛造素材に430℃×1時間の鍛造前加熱処理を施した後、金型温度230℃、素材各部の平均変形率70%で長さ方向に対して垂直な方向から鍛造し、図1に示す成形品形状に鍛造した。この鍛造品は、鍛造直後の表面温度が400℃であった。得られた鍛造品に510℃×4時間→水焼入れの処理を施した後、上下方向の断面マクロ組織を観察したところ、全域が図5のNo.1のように粗粒化していた。このことから、押し出し直後の素材表面温度が370～420℃を外れると、T6処理での溶体化処理時に再結晶粒が粗大化することが確認された。

【0018】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、組成、押し出し及び鍛造を特定条件下で組み合わせることにより、T6処理での溶体化処理時に再結晶粒の粗大化が抑制された再結晶組織となる。そのため、機械的性質に異方性がなく、品質信頼性の高い高強度鍛造製品が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 実施例1で製造したテスト用鍛造品

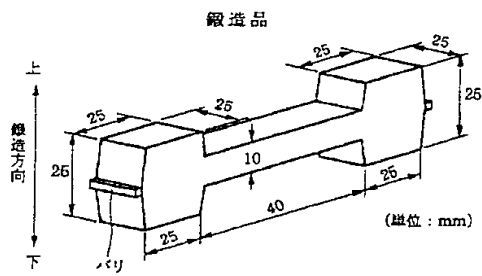
【図2】 鍛造前温度430℃で鍛造したテスト用鍛造品のマクロ組織を示す写真

【図3】 鍛造前温度520℃で鍛造したテスト用鍛造品のマクロ組織を示す写真

【図4】 鍛造前温度430℃で鍛造した後、溶体化処理し水焼入れしたテスト用鍛造品のマクロ組織を示す写真

【図5】 鍛造前温度520℃で鍛造した後、溶体化処理し水焼入れしたテスト用鍛造品のマクロ組織を示す写真

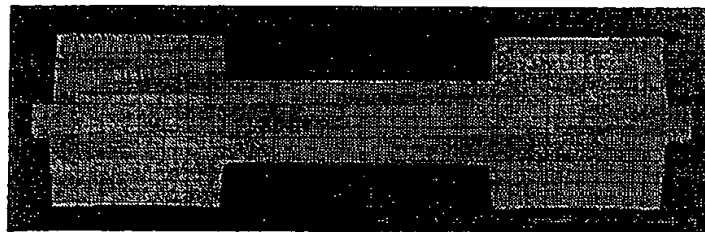
【図1】



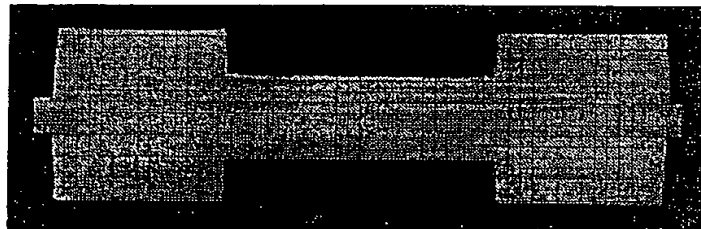
【図2】

鍛造後のマクロ組織

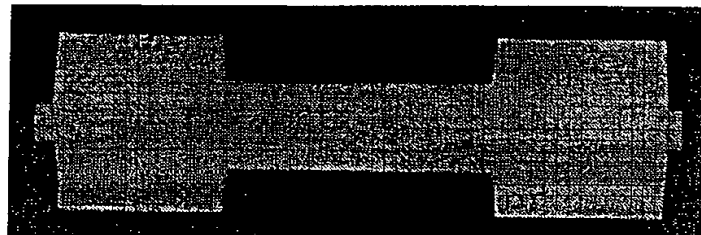
試料 No.1



試料 No.2



試料 No.3



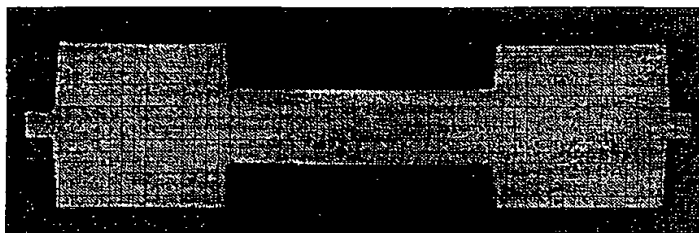
10mm

鍛造前温度: 430℃

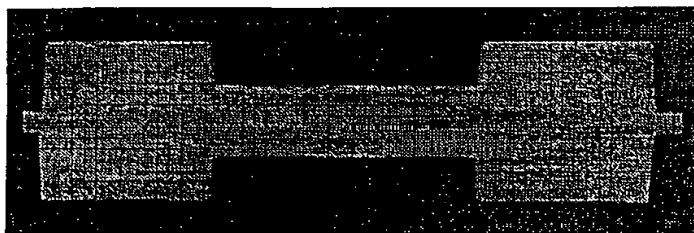
【図3】

鍛造後のマクロ組織

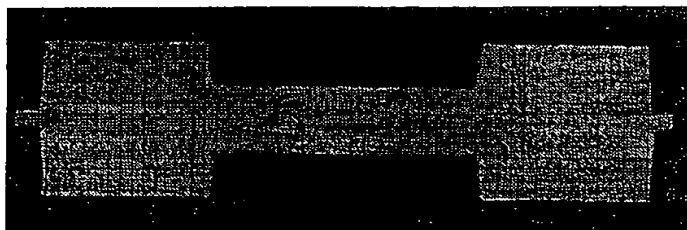
試料 No.1



試料 No.2



試料 No.3



10mm

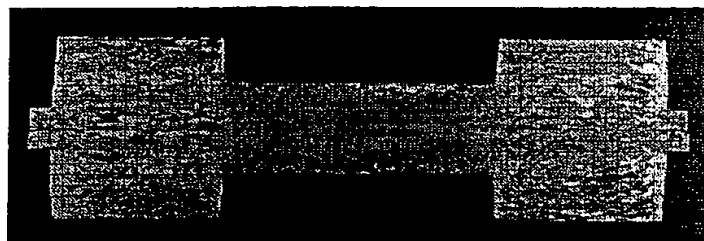
鍛造前温度 : 520 °C



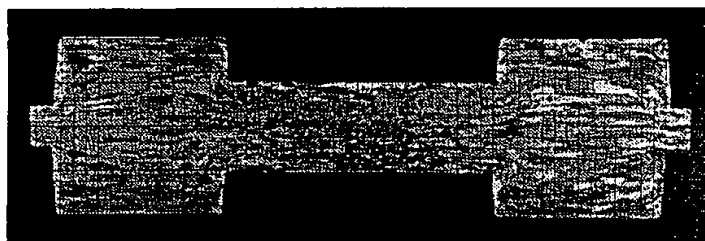
【図4】

溶体化処理後のマクロ組織

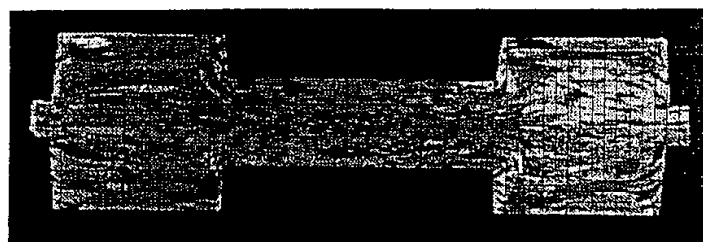
試料 No.1



試料 No.2



試料 No.3



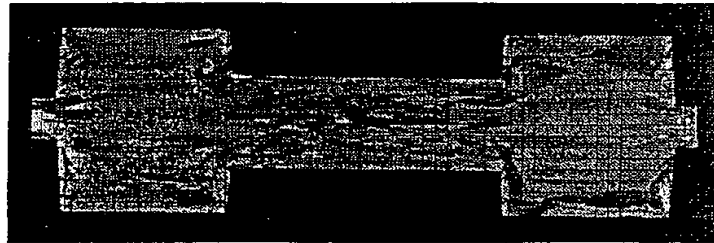
10mm

鍛造前温度：430℃

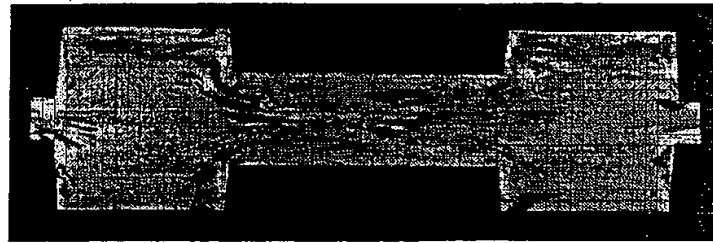
【図5】

溶体化処理後のマクロ組織

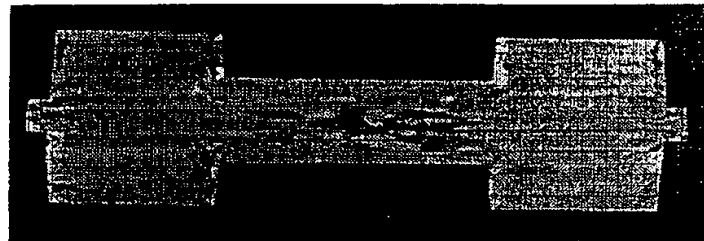
試料No.1



試料No.2



試料No.3



10mm

鍛造前温度：520℃

フロントページの続き

(72)発明者 山田 達  
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号  
日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内

(72)発明者 柚木 裕嗣  
静岡県庵原郡蒲原町蒲原1丁目34番1号  
日本軽金属株式会社グループ技術センター  
内